

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-204425

(43)Date of publication of application : 25.07.2000

(51)Int.Cl.

C22C 14/00

(21)Application number : 11-315810

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 05.11.1999

(72)Inventor : OYAMA HIDETO
KIDA TAKAYUKI
FURUTANI KAZUMI

(30)Priority

Priority number : 10322673 Priority date : 12.11.1998 Priority country : JP

(54) HIGH STRENGTH AND HIGH DUCTILITY ALPHA + BETA TYPE TITANIUM ALLOY

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an $\alpha+\beta$ type titanium alloy having excellent strength characteristics and cold workability, concretely having about ≥ 813 MPa (83 kgf/mm²) 0.2% proof stress after annealing and about ≥ 882 MPa (90 kgf/mm²) tensile strength, moreover having about $\geq 40\%$ limit cold rolling ratio and capable of coil production.

SOLUTION: This alloy is the one contg. at least one kind among total ratio solid solution type β ; stabilizing elements of 2.0 to 4.5 mass % by an Mo equivalent, at least one kind among eutectoid type β ; stabilizing elements of 0.3 to 2.0 mass % by an Fe equivalent, in which an Al equivalent is controlled to >3 to <6.5 mass %, contg. 0.1 to 1.5 mass % Si or moreover contg. 0.01 to 0.15 mass % C.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 31.05.2001

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3297027

[Date of registration] 12.04.2002

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C) 1998,2003 Japan Patent Office

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-204425

(P2000-204425A)

(43)公開日 平成12年7月25日(2000.7.25)

(51)Int.Cl.⁷

C 22 C 14/00

識別記号

F I

テーマコード*(参考)

C 22 C 14/00

Z

審査請求 未請求 請求項の数3 O.L (全9頁)

(21)出願番号 特願平11-315810

(22)出願日 平成11年11月5日(1999.11.5)

(31)優先権主張番号 特願平10-322673

(32)優先日 平成10年11月12日(1998.11.12)

(33)優先権主張国 日本 (JP)

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区臨浜町1丁目3番18号

(72)発明者 大山 英人

兵庫県高砂市荒井町新浜2丁目3番1号

株式会社神戸製鋼所高砂製作所内

(72)発明者 木田 貴之

兵庫県高砂市荒井町新浜2丁目3番1号

株式会社神戸製鋼所高砂製作所内

(72)発明者 菅谷 一己

兵庫県高砂市荒井町新浜2丁目3番1号

株式会社神戸製鋼所高砂製作所内

(74)代理人 100067828

弁理士 小谷 悅司 (外1名)

(54)【発明の名称】 高強度・高延性 $\alpha + \beta$ 型チタン合金

(57)【要約】

【課題】 優れた強度特性と冷間加工性を有し、具体的には、焼鈍後の0.2%耐力で813 MPa(83 kgf/mm²)程度以上、抗張力で882 MPa(90 kgf/mm²)程度以上を有すると共に、限界冷延率が40%程度以上でコイル製造の可能な $\alpha + \beta$ 型チタン合金を提供すること。

【解決手段】 全率固溶型 β 安定化元素の少なくとも1種をMo当量で2.0~4.5質量%、共析型 β 安定化元素の少なくとも1種をFe当量で0.3~2.0質量%を含有する他、Al当量が3質量%超6.5質量%未満で、Siを0.1~1.5質量%含み、あるいは更にCを0.01~0.15質量%含有する高強度・高延性 $\alpha + \beta$ 型チタン合金である。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 全率固溶型 β 安定化元素の少なくとも1種をMo当量で2.0~4.5質量%、共析型 β 安定化元素の少なくとも1種をFe当量で0.3~2.0質量%を含み、更にSiを0.1~1.5質量%含有することを特徴とする高強度・高延性 $\alpha+\beta$ 型チタン合金。

【請求項2】 A1当量が3質量%超6.5質量%未満である請求項1に記載のチタン合金。

【請求項3】 更に他の元素として0.01~0.15質量%のCを含むものである請求項1または2に記載のチタン合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、高強度で且つ溶接性(溶接熱影響部の延性を意味する:以下同じ)に優れると共に、延性が良好でコイル製造の可能な高強度チタン合金に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 チタン合金は、軽量で且つ強度、韌性、耐食性に優れたものであることから、近年、航空宇宙産業や化学工業等の分野で広く実用化されている。しかしながらチタン合金は元々加工性の悪い材料であり、それゆえ成形加工のためのコストが他の材料に比較して非常に高くつくという大きな欠点がある。例えば代表的な $\alpha+\beta$ 型チタン合金であるTi-6Al-4V合金は難加工材であって冷間加工性が悪く、冷間加工によってコイル化することは実質的に不可能とされている。

【0003】 そこでTi-6Al-4V合金を板状に加工する際には、パック圧延と呼ばれる手法が採用されている。即ちパック圧延とは、熱間圧延によって得たTi-6Al-4V合金板を層状に重ね合わせて軟鋼製の箱に入れ、所定の温度より下がらない様に保温しつつ熱間圧延により薄板を製造する方法であるが、この方法では、パックを製造するための軟鋼カバーやパック溶接が必要になる他、チタン合金板同士の拡散接合を阻止するため離型剤を塗布しなければならないなど、冷間圧延に比べて作業が極めて煩雑で多大な費用を要する上に、熱間圧延に適した温度域が限られているため加工上の制約も多い。

【0004】 これに対し特開平3-274238号公報や同3-166350号公報には、チタン母材中のA1、VおよびMoの含有量を規定し、且つ、Fe、Ni、Co、Crから選ばれる少なくとも一種の合金元素を適量含有させることによって、上記Ti-6Al-4V合金並みの強度を有すると共に、超塑性加工性や熱間加工性においてTi-6Al-4V合金よりも優れたチタン合金が得られると記述されている。

【0005】 更に特開平7-54081号公報や同7-54083号公報には、A1含有量を1.0~4.5%レベルに低減すると共に、V含有量を1.5~4.5

%、Mo含有量を0.1~2.5%に規定し、或いは更に少量のFeやNiを含有させることによって、高強度を維持しつつ冷間加工性を高め、更には溶接性(特に溶接熱影響部の強度)も高めたチタン合金が開示されている。

【0006】 このチタン合金は、冷間加工性と高強度を兼ね備え且つ溶接性も改善されている点で優れたものと考えられる。ところがこれらの発明では、優れた冷間加工性を確保することの必要上、塑性加工時の変形抵抗が抑えられているため強度はかなり低くなり、高強度とはいえ焼鈍後の0.2%耐力で784MPa(80kgf/mm²)レベルが限度であって、それ以上に強度を高めると冷間加工性が低下するため、コイル製造は殆ど不可能になる。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金を対象とし、優れた強度特性と冷間加工性を有し、具体的には、焼鈍後の0.2%耐力で813MPa(83kgf/mm²)程度以上、抗張力で882MPa(90kgf/mm²)程度以上を有すると共に、限界冷延率が40%程度以上でコイル製造の可能な延性を備えた $\alpha+\beta$ 型チタン合金を提供しようとするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】 上記課題を解決することができた本発明に係る高強度・高延性 $\alpha+\beta$ 型チタン合金とは、全率固溶型 β 安定化元素の少なくとも1種をMo当量で2.0~4.5質量%(以下、特記しない限り質量%を表わす)、共析型 β 安定化元素の少なくとも1種をFe当量で0.3~2.0%を含み、更にSiを0.1~1.5%含有するところに特徴を有している。該チタン合金は、 α 安定化元素であるA1を含めた好ましいA1当量は3%超6.5%未満であり、更に他の元素として0.01~0.15%のCを含有させると、強度特性は更に優れたものとなる。

【0009】

【発明の実施の形態】 上記の様に本発明の $\alpha+\beta$ 型チタン合金は、全率固溶型 β 安定化元素と共析型 β 安定化元素の含有量が規定され、好ましくは α 安定化元素であるA1を含めた好ましいA1当量の規定された $\alpha+\beta$ 型チタン合金を基本組成とし、これに適量のSiを含有させると共に、好ましくは更に他の元素として適量のCを含有させることにより、優れた強度特性と冷間加工性を与え、高強度であながらコイル製造を可能にしたものであり、以下、上記各構成元素の含有比率を規定した理由を明らかにする。

【0010】 全率固溶型 β 安定化元素の少なくとも1種: Mo当量で2.0~4.5%

Mo等の全率固溶型 β 安定化元素は、 β 相の体積比を増

加させると共に β 相に固溶して強度上昇に寄与する。また、チタン母材中に固溶して微細な等軸晶組織を作り易くする性質もあり、強度・延性バランス向上の観点からも有益な元素である。こうした全率固溶型 β 安定化元素の作用を有効に発揮させるには2.0%以上、より好ましくは2.5%以上含有させるべきであるが、多過ぎると β 焼鈍後の延性低下に加えて、チタン合金の耐食性が増大し、冷延後に行われる焼鈍時に生成する酸化スケールおよび α ケースと呼ばれる酸素が固溶した地金の除去が困難になり、加工性を阻害するばかりでなくチタン合金全体の密度を高め、チタン合金が本来有している高比強度という特性が損なわれるので、4.5%以下、より好ましくは3.5%以下に抑えるべきである。

【0011】なお全率固溶型 β 安定化元素の中で最も代表的なのはMoであるが、V、Ta、Nb等もこうしたMoと同様の効果を有しているので、これらを含有する場合は、これらを含めたMo当量として $[Mo+1/1.5 \cdot V+1/5 \cdot Ta+1/3.6 \cdot Nb]$ が2.0~4.5%の範囲となる様に調整すべきである。

【0012】共析型 β 安定化元素の少なくとも1種：Fe当量で0.3~2.0%

Fe等の共析型 β 安定化元素は、少量の添加で強度を高める他、熱間加工性を向上させる効果も有している。また現時点では理由は明確にされていないが、特にMoとFeを共存させると冷間加工性が高められる。こうした作用を有効に発揮させるにはFeとして0.3%以上、より好ましくは0.4%以上を含有させるべきである。しかしながら、Fe含有量が多くなり過ぎると、 β 焼鈍後の延性が大きく低下する他、鋳塊製造時の偏析が顕著になって品質安定性を阻害する原因になるので、2.0%以下、より好ましくは1.5%以下に抑えるべきである。

【0013】尚Cr、Ni、Co等もこうしたFeと同様の効果を有しているので、Crを含有する場合は、これらを含めたFe当量として $[Fe+1/2 \cdot Cr+1/2 \cdot Ni+1/1.5 \cdot Co+1/1.5 \cdot Mn]$ が0.3~2.0%の範囲となる様に調整しなければならない。

【0014】Al当量：3%超6.5%未満

Alは、 α 安定化元素として強度向上に寄与する元素であり、Al含有量が3%以下ではチタン合金が強度不足となる。しかしAl含有量が6.5%になると限界冷延率が低くなってしまいコイル化が困難になるばかりでなく、コイル製品としての冷間加工性も低下し、所定の厚さに圧延するまでの冷延および焼鈍回数が増えるためコストの上昇につながる。強度と冷間加工性の兼ね合いを考えたより好ましいAl当量の下限は3.5%、より好ましい上限は5.5%である。

【0015】尚本発明においては、SnやZrについてもAlと同様に α 安定化元素としての作用を発揮するところから、それらの元素を含有する場合は、それらの元

素を含めて、Al当量として $[Al+1/3 \cdot Sn+1/6 \cdot Zr]$ が3%超6.5%未満の範囲となる様に調整することが望ましい。

【0016】本発明でベースチタン合金として用いられる上記成分組成の要件を満たす好ましい $\alpha+\beta$ 型チタン合金の代表例としては、Ti-(4~5%)Al-(1.5~3%)Mo-(1~2%)V-(0.3~2.0%)Fe(特に、Ti-4.5%Al-2%Mo-1.6%V-0.5%Fe)等が挙げられる。

【0017】Si:0.1~1.5%上記全率固溶型 β 安定化元素と共に β 安定化元素、更にはAl当量の含有率要件を満たすベース組成の $\alpha+\beta$ 型チタン合金は、限界冷延率が40%程度以上の優れた冷間加工性を有しておりコイル化が可能であるが、強度特性や溶接性は必ずしも十分とはいはず、最近における高強度化の要請には応えることができない。

【0018】ところが、上記ベース組成の $\alpha+\beta$ 型チタン合金中に0.1~1.5%のSiを含有させると、コイル化に必要な延性を低下させることなくチタン合金としての強度特性と溶接熱影響部の特性(強度と延性)を著しく高め得ることが確認された。

【0019】即ちSiは、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金の冷延性に殆ど悪影響を及ぼすことなく強度特性を高める作用を有し、しかも溶接熱影響部についても強度と延性を高める作用を発揮する。そしてこうしたSiの適量添加によって、チタン合金母材の強度や延性を一段と高めると共に、溶接熱影響部についても高レベルの強度と延性を示すものが得られるのである。

【0020】こうしたSiの作用をより効果的に発揮させるには、Siを0.1~1.5%という非常に限られた範囲で含有させることが必要であり、Siの含有率が不足する場合は、強度不足になる傾向が現れる他、溶接部の強度-延性バランス向上効果も不十分になり、逆に1.5%を超えると、冷延性が乏しくなってコイル製造が困難になる。上記Siの利害得失を考慮してより好ましいSiの下限値は0.2%、より好ましい上限値は1.0%である。

【0021】C:0.01~0.15%Cは、 $\alpha+\beta$ 型チタン合金の優れた延性を維持しつつ強度特性を更に高める作用を有し、且つ溶接熱影響部については、若干の延性低下を招くものの強度を著しく高める作用を有しており、こうしたCの添加効果によって、チタン合金母材の強度や延性は一段と高められ、溶接熱影響部の強度と延性を更に高めることができる。

【0022】こうしたCの作用をより効果的に発揮させるには、Cを0.01~0.15%以下という非常に限られた範囲で含有させることが必要であり、Cの含有率が不足する場合は強度不足となり、逆に0.15%を超えるとTiCの如き炭化物の顕著な析出硬化によって冷延性が損なわれ、コイル圧延の障害となる。こうしたC

の利害得失を考慮してより好ましいCの下限値は0.02%、より好ましい上限値は0.12%である。

【0023】また本発明においては、上記S i やCに加えて少量のO(酸素)を含有させると、チタン合金のコイル化や延性に殆ど悪影響を及ぼすことなく強度を一段と高めることができるので好ましい。こうした酸素の効果はごく少量で発揮されるが、その効果をより確実に発揮させるには、0.07%程度以上、より好ましくは0.1%程度以上含有させるのがよい。ただし、酸素含有量が多くなり過ぎると冷間加工性が低下する他、過度の強度上昇により延性も低下してくるので、酸素含有量は0.25%以下、より好ましくは0.18%以下に抑えるべきである。

【0024】本発明において、ベースとなる前記 $\alpha + \beta$ 型チタン合金中に適量のS i 或いはこれとC、更には適量の酸素を含有させることによって上記の様な作用効果が発揮される理由は必ずしも明確にされた訳ではないが、次の様なことが考えられる。

【0025】即ち、適量のS i を含有させることによって冷延性を損なうことなく強度特性が高められる理由については、S i は β 相内に固溶して強度向上に寄与するにも拘らず延性には大きな阻害要因とはならず、また固溶限を超えてS i を含有させても、シリサイドが形成されることによって β 相中のS i 濃度はある一定以下に保たれる。従って、過度のシリサイドの生成により延性が阻害されない範囲にS i 含有量を抑えてやれば、高延性を維持しつつ強度特性が高められるものと考えられる。

【0026】また適量のS i を含有させると、上記の様に β 相内に生成するシリサイドによって溶接熱影響部における結晶組織の粗大化が抑制され、且つシリサイドの析出によってT i がトラップされて β 相が安定化し、あるいは固溶S i の変態抑制作用によって残留 β 相が増大し、これらの効果が相俟って溶接性が改善されるものと思われる。

【0027】またCも α 相内に固溶して強度向上に寄与するが、 α 相の延性にはそれほど大きな阻害要因とはならない。しかも固溶限を超えるCが含まれていても、カーバイドが形成されることで α 相内のC濃度はある一定値以下に保たれる。従って、過度のカーバイドの生成により延性が阻害されない範囲にC含有量を抑えてやれば、高延性を維持しつつ強度特性が高められるものと考えられる。

【0028】なおS i およびCは、上記作用効果に加えてT i 合金の耐熱性を高める作用も発揮する。

【0029】更にOは、 α 相、 β 相の双方に固溶(固溶量自体は α 相の方が多い)して固溶強化作用を発揮するが、いずれの相においても固溶量が多くなると延性を阻害するので、その含有量は前述の如く極少量に抑えるべきである。

【0030】本発明のチタン合金には、上記以外の元素

が不可避的に混入してくることがあるが、上記本発明合金の特性を阻害しない限りそれら元素の微量の含有は許容される。また、本発明の前記特性を維持しつつ他の特性を与えるため、前述した以外の元素を積極的に含有させることも可能である。その様な許容される積極添加元素としては、耐食性向上効果を有する白金族元素(P b, R u, I r, I nなど: 好ましくは0.03~0.2%程度)、耐熱性向上効果を有するP(好ましくは0.05%程度以下)、強度向上効果を有するN(好ましくは0.03%程度以下)などが例示される。

【0031】前述の如く構成元素の特定された本発明の $\alpha + \beta$ 型チタン合金は、全率固溶型 β 安定化元素と共に β 安定化元素、好ましくは更にA 1当量の規定された $\alpha + \beta$ 型チタン合金を基本組成とし、これに適量のS i を含有させ、あるいは更に適量のCやOを含有させることによって、高レベルの強度特性を有しながらコイル製造の可能な優れた延性を有し、更には溶接性においても優れた特性を有するものであり、具体的には、 $\alpha + \beta$ 温度域で焼鈍した後の0.2%耐力が813 MPa(83 kgf/mm²)程度以上、抗張力が882 MPa(90 kgf/mm²)程度以上を有すると共に、40%以上の限界冷延率を示すものとなる。

【0032】ちなみに、 $\alpha + \beta$ 型チタン合金であっても該限界冷延率が40%未満のものでは、連続法によりコイル製造を行うと、冷間圧延-焼鈍の繰り返し数が多くなるためコスト的に実情にそぐわなくなるばかりでなく、再結晶組織が得られ難くなつて板材としてT方向・L方向の異方性が大きくなるなどの問題が生じてくる。ところが、上記限界冷延率が40%以上を示すものは、連続法によって支障なくコイル製造を行うことができ、生産性の向上によりコストを大幅に低減することが可能となる。

【0033】ここで限界冷延率とは、工業的観点からすると、僅かな割れが発生してもその割れがある程度(例えば5 mm程度)で進展が止まっている段階から、板面にまで割れが進展し始める限界の板厚減少率をいう。

【0034】尚、本発明の $\alpha + \beta$ 型チタン合金を用いた冷延までの上流側加工条件は特に制限されないが、一般的には次の様な条件で行なわれる。即ち、鋳塊を変態温度以上で分塊(鍛造または圧延)して圧延スラブを得る。この時、マクロ組織を微細にする必要がある場合は、最終スラブを得るまでに分塊圧延などを意図的に2回以上に分けて行なうこともある。次いで、得られた熱延スラブを変態温度以下の $\alpha + \beta$ 温度域(通常、[β 変態点-30] ± 20°C程度)に加熱して熱間圧延した後、700°C~変態温度以下の温度範囲(但し、850°C前後は避けた方がよい)で焼鈍し、脱スケール処理を行なつて熱延材を得る。該熱延材を用いた冷延は、圧下率で40%前後を目安とし、700°C~変態温度以下の温度域(但し、850°C前後は避けた方がよい)で焼鈍

する操作を繰り返して所定の板厚を得る。

【0035】ところで冷延によってコイルを得るには、ホットコイルに巻くことを想定して熱延性にも優れおり、温度低下により内部割れや耳割れを起こし難いことが望まれる。しかし本発明では、前述の如く適量のSiやCを含有させると共に β 安定化元素量を低減しており、 β 変態温度を十分に高めているので、変態温度以下でホットコイルに巻く時の熱間加工性にも優れている。なお等軸組織化させるには、一般に β 変態点以下での熱延が必要とされている。熱間加工性の観点からすると、 β 変態点は900°C以上、より好ましくは950°C以上にすることが望ましい。

【0036】ところで本発明においては、上記の様に $\alpha+\beta$ 型チタン合金のベース組成を特定すると共に、Siの含有率、或いは更にCやOの含有率を規定することによって、高レベルの強度特性を維持しつつコイル製造の可能な優れた冷延性を確保できるが、これらのチタン合金について溶接熱影響部の強度特性をより確実に保証するための要件について更に検討を行ったところ、 β 温度域で焼鈍した後の0.2%耐力(YS)と伸び率(E1)の関係が下記式(1)の関係を満たすものは、溶接熱影響部の強度-伸びバランスが良好であり、安定して高い溶接性が発揮されることが確認された。この点については、後記実施例で図1を示して詳細に説明する。

【0037】

$$6.9 \times (YS - 85.2) + 25 \times (E_1 - 8.2) \geq 0 \dots \dots (1)$$

上記の様に本発明の $\alpha+\beta$ 型チタン合金は、限界冷延率が40%程度以上といった従来のTi-6Al-4V合金等にはみられない優れた冷延性を有しているので、従来では殆ど不可能であったコイル製造が可能であると共に、冷間加工によって様々な形状、例えば薄板、波板、パイプ状などに容易に加工することができる。

【0038】この時、冷間加工物の種類によっては、上記限界冷延率を超えて圧延しなければならないこともあるが、この場合は冷間圧延の途中で1回若しくは複数回の軟化焼鈍処理を行い、加工硬化を緩和しながら任意の厚さにまで冷間圧延を行えばよい。いずれにしても本発明のチタン合金は40%程度以上の高い限界冷延率を有しているので、前述した様なバック圧延等を要することなく冷間圧延のみによって任意の厚さや形状に加工することができる。

【0039】尚、必要により冷間加工途中で行われる焼鈍の条件は特に限定されないが、通常は β トランザス(T_β)を基準にして($T_{\beta}-300^{\circ}\text{C}$)~($T_{\beta}-25^{\circ}\text{C}$)の範囲で3~120分程度の条件が採用される。

【0040】この様な焼鈍処理を施すことによって得られる $\alpha+\beta$ 型チタン合金は、前述の如く、 $\alpha+\beta$ 温度域*

*で焼鈍した後の常温における0.2%耐力が813MPa(83kgf/mm²)程度以上で且つ抗張力が882MPa(90kgf/mm²)程度以上を示し、且つ溶接した後の溶接熱影響部の強度・延性バランスも優れたものである点で、従来のチタン合金には見られない卓越した物理的特性を有するものとなる。

【0041】かくして得られる本発明の $\alpha+\beta$ 型チタン合金は、その優れた冷間加工性を生かしてコイル製造が可能であり、また冷間加工の有る無しに拘らず、線棒、管など任意の形状に容易に加工することができる。また、上記の様に優れた強度特性と延性を兼備しており且つ溶接性が良好で溶接熱影響部は高レベルの延性を示すので、最終製品に加工するまでに溶接が行われる用途、例えば熱交換器用のプレート材、Tiゴルフヘッド材、溶接管、各種線材、棒材、極細線材、航空機部品、登山用品、釣り具など、更にはこれら以外の超塑性成形材や各種複合材等として幅広く有効に活用できる。

【0042】

【実施例】以下、実施例を挙げて本発明の構成と作用効果をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受ける訳ではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更して実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

【0043】実施例1

表1に示す成分組成のチタン合金鉄塊(60×130×260mm)をインダクタスカル溶解で製造し、次に β 温度域(約1100°C)に加熱してから厚さ40mmの板に分塊圧延した後、 β 温度域(約1100°C)加熱で30分間保持してから空冷する。次いで β 変態点以下の $\alpha+\beta$ 域(900~920°C)加熱で熱間圧延し、厚さ4.5mmの熱延板を製造した。その後、再び $\alpha+\beta$ 域(約760°C)で30分間焼鈍してから、0.2%耐力、抗張力、伸び率を測定した。なお試験片は、供試板の表面を機械加工し、標点間距離50mm、平行部の巾を12.5mmに加工した。

【0044】次いで、ショットプラスト処理および酸洗を行なって表面の酸化層を除去した後引張特性を評価した。またこれを冷延素材とし、1パス当たりの圧下量を約0.2mmとして板面割れが発生するまで冷延を続けて冷延性を評価した。また溶接性を評価するため、各供試材をT_β以上である1000°Cで5分間加熱してから空冷し、針状組織での引張特性を調べた。

【0045】結果を表2に一括して示す。

【0046】

【表1】

符号	合金組成(残部:Ti)	Mo当量	Fe当量
A	3.5Mo-0.8Cr-4.5Al-0.3Si	3.5	0.4
B	3.5Mo-0.5Fe-0.8Cr-4.5Al-0.3Si	3.5	0.9
C	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.5Al-0.15Si-0.04C	3.6	0.6
D	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.5Al-0.45Si-0.04C	3.6	0.6
E	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.5Al-1.0Si-0.04C	3.6	0.6
F	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.5Al-0.3Si-0.08C	3.6	0.6
G	4.5Mo-0.8Cr-4.5Al-0.3Si	4.5	0.4
H	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.5Al-0.3Si-0.12C	3.6	0.6
I	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.0Al-0.3Si-0.04C	3.6	0.6
J	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-5.0Al-0.3Si-0.04C	3.6	0.6
K	3.5Mo-0.5Fe-0.8Cr-4.5Al-0.3Si-0.05C	3.5	0.4
L	3.5Mo-0.5Fe-0.8Cr-4.5Al-0.3Si-0.1C	3.5	0.4
M	2Mo-1.6V-0.5Fe-4.5Al-0.3Si-0.03C	3.1	0.5
N	1Mo-1.6V-0.5Fe-4.5Al-0.3Si-0.03C	2.1	0.5
1	3.5Mo-0.8Cr-4.5Al	3.5	0.4
2	3.5Mo-0.5Fe-0.8Cr-4.5Al	3.5	0.5
3	4.5Mo-0.8Cr-4.5Al	4.5	0.4
4	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.5Al-0.04C	3.6	0.6
5	3.5Mo-0.5Fe-0.8Cr-3.0Al-0.3Si	3	0.9
6	2.5Mo-0.5Fe-0.8Cr-3.0Al-0.3Si	2.5	0.9
7	3.0Mo-0.5Fe-0.8Cr-3.0Al-0.3Si-0.05C	3.9	0.9
8	2.5Mo-1.6V-0.6Fe-4.5Al-1.5Si-0.04C	3.6	0.6
9	2.0Mo-1.6V-0.6Fe-6.5Al-0.3Si-0.04C	3.1	0.6
10	0.8Mo-1.6V-0.5Fe-4.5Al-0.3Si-0.03C	1.9	0.5
11	3.5Mo-1.6V-0.5Fe-4.5Al-0.3Si-0.03C	4.6	0.5
12	2Mo-1.6V-2.5Fe-4.5Al-0.3Si-0.03C	3.1	2.5

【0047】

【表2】

符号	β 焼純後の引張特性(針状組織で溶接熱影響部に相当)			$\alpha+\beta$ 焼純後の引張特性			冷延性 の可否
	0.2%耐力 (MPa)	抗張力 (MPa)	伸び (%)	0.2%耐力 (MPa)	抗張力 (MPa)	伸び (%)	
A	835	1010	8.2	0	882	937	15.5 ○
B	963	1112	7.7	77.9	875	941	15.7 ○
C	1069	1250	3.8	54.9	822	900	19.2 ○
D	1121	1342	4.3	104	885	963	17.8 ○
E	1191	1356	1.2	75.5	933	1061	12.8 ○
F	1087	1298	4.5	84.8	893	959	20.7 ○
G	994	1156	5.9	51.8	891	946	15.0 ○
H	992	1221	3.8	0.4	925	984	16.9 ○
I	1032	1223	6.2	26.4	815	912	17.9 ○
J	1164	1365	2.9	59.9	932	999	19.4 ○
K	1044	1215	3.6	32.7	940	992	19.0 ○
L	1080	1298	1.3	0	1085	1131	18.4 ○
M	827	907	8.5	2	857	916	19.2 ○
N	814	885	9.1	8	821	894	19.5 ○
1	775	974	10.1	54	785	861	22.6 ○
2	880	1024	6.3	-15.8	795	874	15.6 ○
3	899	1039	4.9	-33.7	767	835	21.2 ○
4	1036	1249	1.3	-31.3	811	889	17.7 ○
5	751	920	11.5	23.2	652	781	16.5 ○
6	734	899	13.2	53.9	703	811	16.7 ○
7	1018	1238	3	-0.97	767	856	16.3 ○
8	1223	1373	0.5	80.7	983	1103	8.1 ×
9	1219	1429	0.3	73.0	975	1115	9.2 ×
10	797	858	10.5	30.6	799	868	19.5 ○
11	1081	1220	0.5	-19.3	1147	1179	18.9 ○
12	1099	1278	0	-13.2	1127	1229	17.4 ○

【0048】また図1は、上記表1に示した実験データのうち、溶接熱影響部の物性に対応する β 焼純後の0.2%耐力と伸び率の関係をグラフ化して示したものである。

【0049】このグラフにおいて、実線Yは、比較材の

うち冷延性が×（限界冷延率が40%未満）以外のものの0.2%耐力と伸び率の関係を結んだものであり、鎖線Xは、 $[6.9 \times (YS - 85.2) + 25 \times (E1 - 8.2)]$ で示される関係式を表わしている。

【0050】このグラフからも明らかである様に、実線

Yと鎖線Xは0.2%耐力が813MPa(83kgf/mm²)の点で交差しており、該耐力よりも高耐力の領域における実線Y(比較材)の傾斜勾配は鎖線Xよりも急激であり、このグラフより、比較材では高耐力領域において耐力の上昇に伴って伸び率が急激に低下することを確認できる。これに対し本発明の実施例では、耐力と伸び率の関係がいずれも鎖線Xよりも右上側に位置しており、耐力の上昇に伴う伸び率の低下が相対的に少なく、高強度で且つ高延性を示すものであることを確認できる。

【0051】また図2は、 $\alpha + \beta$ 焼鈍後の0.2%耐力と伸び率の関係を整理して示したグラフであり、このグラフからは、813MPa(83kgf/mm²)の耐力を境にして、比較材はいずれも上記耐力に達していないのに対し、実施例材ではいずれもこれ以上の耐力を示しており、このグラフからも、本発明材は高強度で且つ優れた延性を有していることが分かる。

【0052】実施例2

前記実施例1で用いた符号Mのチタン合金(Ti-2Mo-1.6*)

符号	隙間腐食の発生確率(%)	冷延性	強度	溶接性
X 本発明材	21.9	良好	良好	良好
Y 本発明材	0	Xと同等	Xと同等	Xと同等
Z 従来材	9.38	劣悪	良好	良好

【0055】

【発明の効果】本発明は以下の様に構成されており、全率固溶型 β 安定化元素と共析型 β 安定化型元素の含有率を規定した $\alpha + \beta$ 型Ti合金をベース組成とし、これに特定量のSiを含有させ、或いは更に少量のCや酸素を含有させることによって、最も汎用されているチタン合金であるTi-6Al-4V合金に勝るとも劣らない強度特性を有すると共に、該合金に欠けていた冷間加工性を著しく高めてコイル圧延を可能にすると共に、溶接熱影響部の強度および延性を著しく改善し、成形加工性と強度、溶接性の全てを兼ね備えたチタン合金を提供し得る※

* V-0.5Fe-4.5Al-0.3Si-0.03C)と、これに耐食性向上元素として白金族元素のRuを0.05%添加したチタン合金(Ti-2Mo-1.6V-0.5Fe-4.5Al-0.3Si-0.03C-0.05Ru)、および従来品としてTi-6Al-4V合金を使用し、これらを実施例1と同様にして分塊圧延→熱延→焼鈍を順次行ない、更に前処理として湿式研磨(#400)および脱脂処理を行なって得た冷延素材について、実施例1と同様にして冷延性、強度、溶接性を調べると共に、耐隙間腐食性(20%NaCl水溶液に100℃で1週間浸漬)を調べた。

【0053】結果は下記表3に示す通りであり、符合Xの本発明材は、符合Zの従来材に比べて耐隙間腐食性に劣るが、これに白金族元素として微量のRuを添加した符号Yの本発明材は、符号Xの優れた冷延性、強度、溶接性を維持しつつ、卓越した耐隙間腐食性を示すことが分かる。

【0054】

【表3】

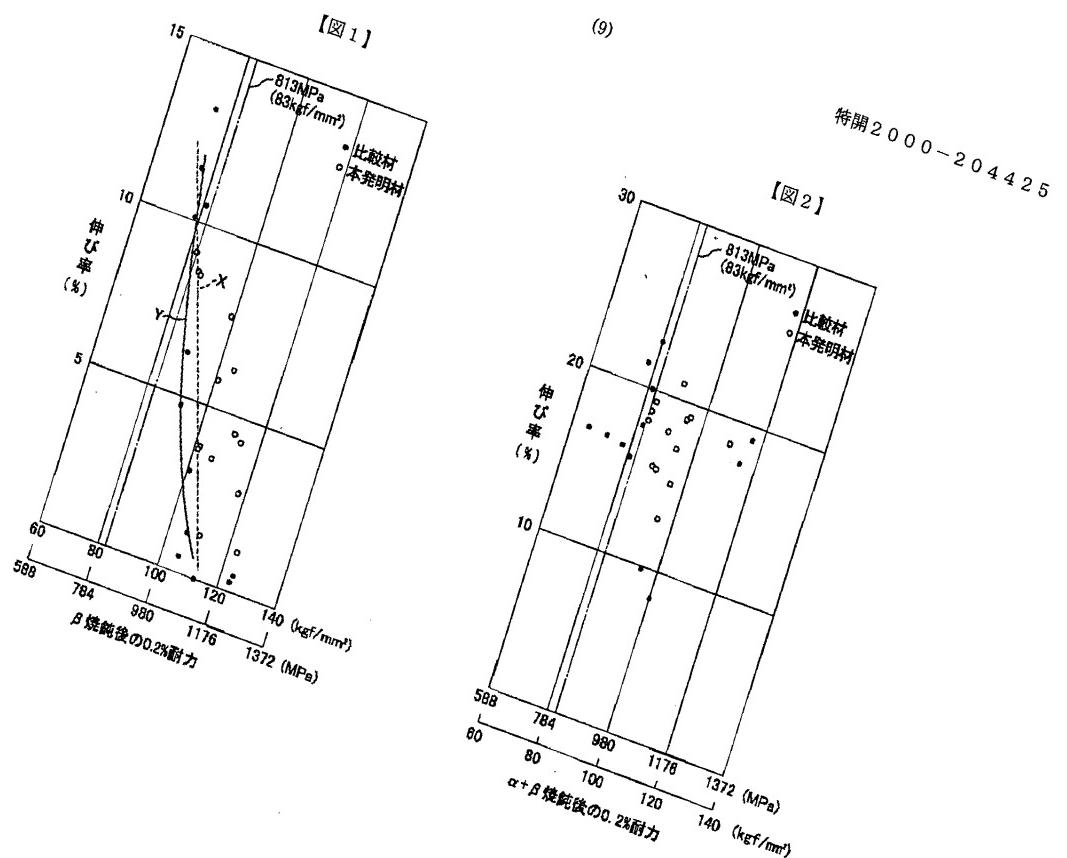
※ことになった。

【0056】従って本発明のチタン合金は、その特徴を生かして様々な用途に広く活用できるが、特にその優れた耐食性、軽量性、電熱特性を活かし、且つその優れた冷延性を活用することにより、例えば熱交換器用のプレート材などとして極めて有效地に利用できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 β 温度域での焼鈍後(溶接熱影響部に相当)の0.2%耐力と伸び率の関係を示すグラフである。

【図2】 $\alpha + \beta$ 温度域での焼鈍後の0.2%耐力と伸び率の関係を示すグラフである。



【公報種別】特許法第17条の2の規定による補正の掲載
 【部門区分】第3部門第4区分

【発行日】平成14年1月9日(2002.1.9)

【公開番号】特開2000-204425(P2000-204425A)

【公開日】平成12年7月25日(2000.7.25)

【年通号数】公開特許公報12-2045

【出願番号】特願平11-315810

【国際特許分類第7版】

C22C 14/00

【F I】

C22C 14/00

Z

【手続補正書】

【提出日】平成13年9月3日(2001.9.3)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】特許請求の範囲

【補正方法】変更

【補正内容】

【特許請求の範囲】

【請求項1】全率固溶型β安定化元素の少なくとも1種をMo当量で2.0~4.5質量%、共析型β安定化元素の少なくとも1種をFe当量で0.3~2.0質量%を含み、更にSi:0.1~1.5質量%、およびC:0.01~0.15質量%を含有すると共に、A1当量が3質量%超5.5質量%以下であることを特徴とする高強度・高延性α+β型チタン合金。

【請求項2】コイル製造の可能なものである請求項1に記載の高強度・高延性α+β型チタン合金。

【請求項3】α+β温度域での焼鈍後の0.2%耐力が813MPa以上である請求項1または2に記載の高強度・高延性α+β型チタン合金。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0008

【補正方法】変更

【補正内容】

【0008】

【課題を解決するための手段】上記課題を解決することのできた本発明に係る高強度・高延性α+β型チタン合金とは、全率固溶型β安定化元素の少なくとも1種をMo当量で2.0~4.5質量%(以下、特記しない限り質量%を表わす)、共析型β安定化元素の少なくとも1種をFe当量で0.3~2.0%を含み、更にSi:0.1~1.5質量%、およびC:0.01~0.15質量%を含有すると共に、A1当量が3質量%超5.5質量%以下であり、限界冷延率が40%以上でコイル製造の可能なチタン合金である。

【手続補正3】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0009

【補正方法】変更

【補正内容】

【0009】

【発明の実施の形態】上記の様に本発明のα+β型チタン合金は、全率固溶型β安定化元素と共に析型β安定化元素の含有量が規定され、α安定化元素であるA1を含めた好ましいA1当量の規定されたα+β型チタン合金を基本組成とし、これに適量のSiとCを含有させることにより、優れた強度特性と冷間加工性を与え、高強度でありながら延性が良好でコイル製造を可能にしたものであり、以下、上記各構成元素の含有比率を規定した理由を明らかにする。

【手続補正4】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0014

【補正方法】変更

【補正内容】

【0014】A1当量:3%超5.5%以下

A1は、α安定化元素として強度向上に寄与する元素であり、A1含有量が3%以下ではチタン合金が強度不足となる。しかしA1含有量が5.5%以上になると限界冷延率が低くなつてコイル化が困難になるばかりでなく、コイル製品としての冷間加工性も低下し、所定の厚さに圧延するまでの冷延および焼鈍回数が増えるためコストの上昇につながる。強度と冷間加工性の兼ね合いを考慮してより好ましいA1当量の下限は3.5%である。

【手続補正5】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0015

【補正方法】変更

【補正内容】

【0015】尚本発明においては、SnやZrについてもA1と同様にα安定化元素としての作用を發揮すると

ころから、それらの元素を含有する場合は、それらの元素を含めて、A 1 当量として [A 1 + 1/3 · S n + 1/6 · Z r] が 3 % 超 5. 5 % 以下の範囲となる様に調整すべきである。

【手続補正 6】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0024

【補正方法】変更

【補正内容】

【0024】本発明において、ベースとなる前記 $\alpha + \beta$ 型チタン合金中に適量の S i と C、更には適量の酸素を含有させることによって上記の様な作用効果が発揮される理由は必ずしも明確にされた訳ではないが、次の様なことが考えられる。

【手続補正 7】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0031

【補正方法】変更

【補正内容】

【0031】前述の如く構成元素の特定された本発明の $\alpha + \beta$ 型チタン合金は、全率固溶型 β 安定化元素と共に析型 β 安定化元素、更には A 1 当量の規定された $\alpha + \beta$ 型チタン合金を基本組成とし、これに適量の S i と C を含有させ、あるいは更に適量の O を含有させることによって、高レベルの強度特性を有しながらコイル製造の可能な優れた延性を有し、更には溶接性においても優れた特性を有するものであり、具体的には、 $\alpha + \beta$ 温度域で焼鈍した後の 0. 2 % 耐力が 813 MPa ($83 \text{ kgf}/\text{mm}^2$) 程度以上、抗張力が 882 MPa ($90 \text{ kgf}/\text{mm}^2$) 程度以上を有すると共に、40 % 以上の限界冷延率を示すものとなる。

【手続補正 8】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0036

【補正方法】変更

【補正内容】

【0036】ところで本発明においては、上記の様に $\alpha + \beta$ 型チタン合金のベース組成を特定すると共に、S i と C の含有率、好ましくは更に O の含有率を規定することによって、高レベルの強度特性を維持しつつコイル製造の可能な優れた冷延性を確保できるが、これらのチタン合金について溶接熱影響部の強度特性をより確実に保証するための要件について更に検討を行ったところ、 β 温度域で焼鈍した後の 0. 2 % 耐力 (YS) と伸び率 (E 1) の関係が下記式(1)の関係を満たすものは、溶接熱影響部の強度-伸びバランスが良好であり、安定して高い溶接性が発揮されることが確認された。この点については、後記実施例で図 1 を示して詳細に説明する。

【手続補正 9】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0055

【補正方法】変更

【補正内容】

【0055】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、全率固溶型 β 安定化元素と共に析型 β 安定化型元素の含有率を規定した $\alpha + \beta$ 型 Ti 合金をベース組成とし、これに特定量の S i と C を含有させ、或いは更に少量の酸素を含有させることによって、最も汎用されているチタン合金である Ti-6 Al-4 V 合金に勝るとも劣らない強度特性を有すると共に、該合金に欠けていた冷間加工性を著しく高めてコイル圧延を可能にすると共に、溶接熱影響部の強度および延性を著しく改善し、成形加工性と強度、溶接性の全てを兼ね備えたチタン合金を提供し得ることになった。